

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representation of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY

As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2001-60584
(P2001-60584A)

(43) 公開日 平成13年3月6日 (2001.3.6)

(51) Int.Cl.⁷
H 0 1 L 21/3065
21/205
21/768

識別記号

F I
H 0 1 L 21/302
21/205
21/90

テマコード* (参考)

N

P

審査請求 未請求 請求項の数23 O L 外国語出願 (全 32 頁)

(21) 出願番号 特願2000-183477(P2000-183477)

(22) 出願日 平成12年6月19日 (2000.6.19)

(31) 優先権主張番号 09/336525

(32) 優先日 平成11年6月18日 (1999.6.18)

(33) 優先権主張国 米国 (US)

(71) 出願人 390040660

アプライド マテリアルズ インコーポレイテッド

APPLIED MATERIALS, INCORPORATED

アメリカ合衆国 カリフォルニア州
95054 サンタ クララ パウアーズ ア
ベニュー 3050

(72) 発明者 ジュディ エイチ. ファン

アメリカ合衆国, カリフォルニア州,
ロス ガトス, レロイ アヴェニュー
16788

(74) 代理人 100088155

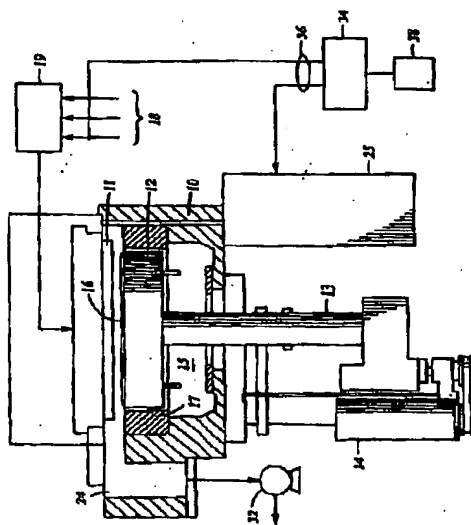
弁理士 長谷川 芳樹 (外1名)

(54) 【発明の名称】 炭素含有層の付着強化と酸化最小限化のためのプラズマ処理

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、一般に、追加層を堆積することなく、炭素含有層の改善された付着及び酸化抵抗を提供する。

【解決手段】 一態様において、本発明は、シリコンカーバイドのような炭素含有材料の露出表面を、ヘリウム (He)、アルゴン (Ar) 又は他の不活性ガスプラズマや、一酸化二窒素 (N₂O) プラズマのような酸素含有プラズマで処理する。その他の炭素含有材料としては、有機高分子材料、アモルファス炭素、アモルファスフルオロ炭素及び他の炭素含有材料が含まれる。プラズマ処理は、処理される層の堆積に引き続きインサイチュで行われることが好ましい。堆積及びプラズマ処理がインサイチュで行われるプロセッシングチャンバは、炭素含有層と同一又は類似の前駆体が送られるよう構成されることが好ましい。しかしながら、層は異種の前駆体で堆積され得る。また、本発明は、処理プラズマを発生させるプロセッシング様式及びその処理プラズマを使うシステムを提供する。炭素含有層は、バリア層、エッチストップ、ARC、保護層及び誘電層等の様々な層に使用可能である。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 炭素含有層を処理プラズマに露射する工程を備える、基板上の炭素含有層を堆積後に処理する方法。

【請求項2】 該炭素含有層がシリコンカーバイドを備える、請求項1に記載の方法。

【請求項3】 該処理プラズマが不活性プラズマを備える、請求項1に記載の方法。

【請求項4】 該処理プラズマがHeプラズマを備える、請求項3に記載の方法。

【請求項5】 該処理プラズマが酸素含有プラズマを備える、請求項1に記載の方法。

【請求項6】 該処理プラズマがN₂Oプラズマを備える、請求項5に記載の方法。

【請求項7】 該炭素含有層を該処理プラズマに露射する工程は、酸素、窒素、及び水素を含むガスが実質的に欠如した状態において該層を露射する工程を含む、請求項3に記載の方法。

【請求項8】 プロセスチャンバ内へ約100～約4000 sccmの速度でガスを流入させ、チャンバ内圧力を約1～約12 Torrの間に設定し、約0.7～約11 W/in²のパワー密度を持つRFパワーを該チャンバへ印加することによって、該処理プラズマを発生させる工程を更に備える、請求項1に記載の方法。

【請求項9】 該処理プラズマへの該炭素含有層の露射が該炭素含有層の堆積と共にインサイチュで起こる、請求項1に記載の方法。

【請求項10】 a) 炭素含有層が処理プラズマに露射される基板プロセスチャンバ、b) 該チャンバに連結されたガス分配器、c) 該ガス分配器に連結されたガス源、e) 該炭素含有層を露射するための処理プラズマが発生するように適合されたパワー供給源を備える、基板上の炭素含有層を処理するためのシステム。

【請求項11】 炭素含有層がシリコンカーバイドを備える、請求項10に記載のシステム。

【請求項12】 該処理プラズマが不活性ガスを備える、請求項10に記載のシステム。

【請求項13】 処理プラズマがHeプラズマを備える、請求項12に記載のシステム。

【請求項14】 処理プラズマが酸素含有ガスを備える、請求項10に記載のシステム。

【請求項15】 処理プラズマがN₂Oプラズマを備える、請求項14に記載のシステム。

【請求項16】 該チャンバは、処理プラズマへの炭素含有層の露射と共に及び前に、インサイチュで、該炭素含有層が該基板上へ堆積されるのに適合している、請求項10に記載のシステム。

【請求項17】 チャンバ内へ約100～約4000 sccmの速度でガスを流入させる工程、該チャンバ内圧力を約1～約12 Torrの間に設定する工程、約0.

7～約11 W/in²のパワー密度を持つRFパワーを該チャンバへ印加する工程を備えるプロセスによって処理プラズマが生ずる、請求項11に記載のシステム。

【請求項18】 処理プラズマに露射される炭素含有層表面を備える基板。

【請求項19】 炭素含有層がシリコンカーバイドを備える、請求項18に記載の基板。

【請求項20】 該処理プラズマへの該炭素含有層の露射が該炭素含有層の堆積と共にインサイチュで起こる、請求項18に記載の基板。

【請求項21】 処理プラズマがHeプラズマを備える、請求項18に記載の基板。

【請求項22】 処理プラズマがN₂Oプラズマを備える、請求項18に記載の基板。

【請求項23】 プロセスチャンバ内へ約100～約4000 sccmの速度でガスを流入させる工程、該チャンバ内圧力を約1～約12 Torrの間に設定する工程、約0.7～約11 W/in²のパワー密度を持つRFパワーを該チャンバへ印加する工程を備えるプロセスによって処理プラズマが生ずる、請求項18に記載のシステム。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の分野】本発明は、一般に、基板上での集積回路の製造に関する。さらに具体的には、本発明は、シリコンカーバイド等の炭素含有層の、隣接する層への付着を高め、該層の酸化を最小限度にとどめるために行う、プラズマ処理に関する。

【0002】

【発明の背景】サブクォーター(0.25)ミクロン多層金属化は、次世代超大規模集積化(ULSI)技術の鍵となる技術の一つである。多層連結特徴部の信頼性ある形成は、ULSIの成功に当たって、また、個々の基板やダイ上で、回路の密度及び品質を上げるべく継続している奮闘のなかで、大変重要である。回路密度が上れば、基板堆積物の中で、材料及び構造に変化が起こる。その結果、層付着や酸化抵抗等の幾つかの基本的特性を再度見直す必要がある。

【0003】層は次々と堆積されるので、層間付着は、構造の集積性を維持し、また、形成されるデバイスに要求される動作に見合うために重要になる。低誘電率(lowk)材料は、バリア層、エッチストップ、反射防止コーティング(ARCs)、保護層及びその他の層として有用であり、製造順序の中に統合されるよう強い付着力を提供しなければならない。一例として、ULSI用の幾つかの新材料には、強度等の物理特性を好ましく維持しながら、層のk値を下げるために、フッ素のようなハロゲンドーピングが使われている。しかしながら、ドーピングされた材料の幾つかでは、加工中に排気がされてしまう。したがって、これらの層は、隣接する層が堆

積され最終的にアニールされると、それらの層と適切に付着しなくなり、結果として、層間剥離が起こる。

【0004】加えて、新材料は、特にプラズマ酸化に露射される層においては、改善された酸化抵抗を有する必要がある。一例を挙げると、層は、パターン化エッチングを必要とし、よって、フォトリソグラフィプロセスを経る。このプロセスでは、前記の層上に、エッチングのパターンを定義するため、フォトレジスト材料（一般的には有機高分子）層が堆積される。エッチングの後、フォトレジスト層は、活性酸素プラズマに露射されることにより除去される。このプロセスは、一般的には、“アッシング”と呼ばれている。このようなアッシングプロセスの酷烈なプラズマ強化型酸化の間、プラズマ荷電粒子は基板と衝突する。これにより、膜の損失及び／又は基板の結晶格子に歪みが起こり、基板上に形成されるデバイスの集積化が構成されている。腐食又は膜の損失は、コンタクト、ビア、ライン、及びトレンチのような、縮小化されたディメンションフィーチャー（Reduce Dimension Features）間で短絡を起こさせてしまう。アッシングから起こる酸化は、SiCのような炭素含有材料に特に影響すると思われる。よって、一般に、このような材料は、付着を改善し酸化抵抗を上げることから利益を被る。よって、このような酷烈環境に対して酸化抵抗及び膜の損失抵抗を改善することは、縮小化されたディメンションフィーチャーの回路の集積性を維持するために必要である。

【0005】したがって、炭素含有材料の付着と酸化抵抗を上げる改善されたプロセスが必要である。

【0006】

【発明の概要】本発明は、一般に、追加層を堆積することなく、炭素含有層の改善された付着及び酸化抵抗を提供する。一態様において、本発明は、ヘリウム（He）、アルゴン（Ar）、のような不活性ガスプラズマ、又は、一酸化二窒素のような酸素含有プラズマで、SiCのような炭素含有材料の露出した表面を処理する。その他の炭素含有材料としては、 α C、 α FC、SiCO:H等の有機高分子材料が含まれる。プラズマ処理は、好ましくはインサイチュで、処理される層の堆積に引き続いて行われる。堆積とプラズマプロセスがインサイチュで行われる処理チャンバは、炭素含有層と同一又は類似の前駆体が分配されるよう構成されることが好ましい。しかしながら、層は異種の前駆体によっても堆積することができる。また、本発明は、処理プラズマを発生させるプロセスモード及びその処理プラズマを使うシステムを提供する。炭素含有材料は、バリア層、エッチストップ、ARC、保護層及び誘電層等の様々な層に使うことができる。

【0007】

【好適実施形態の詳細な説明】本発明は、追加層を堆積することなく、不活性ガスプラズマ又は酸素含有プラズ

マに露射することにより、炭素含有層の改善された付着及び酸化抵抗を提供する。

【0008】図1は、化学気相堆積（CVD）チャンバ、例えば、カリフォルニア州のサンタクララのアプライドマテリアルズ社から入手可能なCENTURAR DxZ™ CVDチャンバの断面図であり、このチャンバ内で、本発明に係るプラズマ処理プロセスを行うことができる。本発明は、ランプ加熱プロセスチャンバを含む他のプロセスチャンバ内でも行うことができる。プロセスチャンバ10は、通常、“シャワーヘッド”と呼ばれるガス分配マニフォールド11を含んでおり、このマニフォールドの穿孔された穴（図示せず）を通して、基板支持体12上に載っている基板16へ、プロセスガスが散射される。基板支持体12は、抵抗加熱され、基板ステム13上に据え付けられている。したがって、基板支持体とその上部表面上に支えられた基板は、リフトモーター14により、下部の装着／脱着位置とマニフォールド11付近の上部プロセッシング位置の間を、制御されながら動くことができる。基板支持体12と基板16がプロセッシング位置にある場合、それらは絶縁リング17によって囲まれている。プロセッシング中、マニフォールド11に入るガスは、基板表面に渡って、均一に放射状に分配される。ガスは、真空ポンプシステム32によって、ポート24から排気される。RF電源25からRFエネルギーを分配マニフォールド11に印加することによって、制御されたプラズマが基板付近で形成される。通常、基板支持体12及びチャンバ壁はアースされている。RF電源25は、チャンバ10にどんなガスが導入されてもその分解が高められるよう、単一又は混合周波数のRFパワーをマニフォールド11に供給できる。コントローラ34は、電源、リフトモーター、ガス注入のための質量コントローラ、真空ポンプの機能、並びにその他の関連したチャンバ及び／又はプロセッシング機能を制御する。上記コントローラは、メモリー38に保存されたシステム制御ソフトウェアを実行する。好ましい実施形態においては、コントローラは、ハードディスクドライブであり、これには、アナログ及びデジタルのインプット／アウトボード、インターフェースボード、ステッパーモーターコントローラボードが含まれる。一般に、光学及び／又は磁気センサーが、可動機械部品の位置を動かし決定するために使われる。このようなCVDプロセスチャンバの一例は、米国特許5000113号に記載されており、本明細書に参考文献として導入されている。そのタイトルは、“Thermal CVD/PECVD Reactor and Use for Thermal Chemical Vapor Deposition of Silicon Dioxide and In-situ Multi-step Planarized Process”であり、Wang等に発行され、本発明の譲受人であるアプライドマテリアルズ社に譲渡されている。

【0009】上記のCVDシステムの記載は、主に例示目的のためのみであり、他のプラズマ装置、例えば、電

極サイクロトロン共鳴 (ECR) プラズマCVD装置、誘導結合方式RF高密度プラズマCVD装置、又はそれに同様なもの、が用いられてもよい。さらに、上述したシステムの変形、例えば、基板支持体のデザイン、ヒーターのデザイン、RFパワー連結の位置、電極の配置及びその他の態様における変形も可能である。例えば、基板は、抵抗熱により熱せられる基板支持体で支えられ加熱されてもよい。

【0010】Heプラズマを使ったプロセス様式が表1に提供され、N₂Oプラズマを使ったプロセス様式が表2に提供されている。これらのガスは代表的なものであり、他の不活性ガス又は他の酸素含有ガスのような他のガスをを用いてもよい。

【0011】

【表1】

パラメータ	範囲	好ましい	さらに好ましい
He (sccm)	100-4000	500-2500	750-2000
圧力 (トール)	1-12	2-10	4-9
RF電力 (W)	50-800	100-500	100-400
RF電力密度 (W/in ²)	0.7-11	1.4-7.2	1.4-5.7
温度 (°C)	0-500	50-450	100-400
間隔 (ミル)	200-700	300-600	300-600

【0012】

【表2】

パラメータ	範囲	好ましい	さらに好ましい
N ₂ O (sccm)	100-4000	500-2500	750-2000
圧力 (トール)	1-12	2-10	4-9
RF電力 (W)	50-800	100-500	100-400
RF電力密度 (W/in ²)	0.7-11	1.4-7.2	1.4-5.7
温度 (°C)	0-500	50-450	100-400
間隔 (ミル)	200-700	300-600	300-600

【0013】上述したように、上記のプロセス様式は、CENTURA[®] DxZ[™] CVDチャンバ内で、本発明に従い、Heプラズマ又はN₂Oプラズマあるいは他の不活性ガス又は酸化ガスで、例えば、SiC等の炭素含有層の露出した表面を処理するために使われる。表1又は表2のパラメータを使い、Heガス又はN₂Oガスを、約100〜約4000標準立方センチメートル (sccm)、さらに好ましくは約750〜約2000 sccmの速度で、それぞれチャンバへ流し入れる。チャンバ内圧力は、約1〜約12トール、好ましくは約4〜約9トールに維持される。単一の13.56 MHz RF電力を約50〜約800ワット (W)、さらに好ましくは約100〜約400Wで、チャンバへ印加する。約0.7〜約11 W/in²、さらに好ましくは約1.4〜約5.7 W/in²の電力密度を使う。RF電源は、混合周波数RF電力供給源であってよい。基板表面温度を、約0°C〜約500°C、さらに好ましくは約100°C〜約400°Cに維持する。基板は、約200〜約700ミル (mils)、さらに好ましくは、約300〜約500ミルに配置するとよい。

【0014】基板を、好ましくは、約10〜約40秒間

プラズマに露射するとよい。具体的には、20秒間続く一回の処理サイクルが、付着の増強及び/又は酸化に対する感受性の減少に対し、効果的に炭素含有層を処理する。パラメータは、他のチャンバ、基板層、付着改善を補助する他のガスに対して調整でき、特に、補助堆積層の必要無しに付着を改善するためのプロセスに対して調整できる。

【0015】本発明は、様々な材料の処理に対して有用である。具体的には、これらの材料は、主として有機高分子材料、 α C、 α FC、SiCO:Hのような炭素含有層、又は他の炭素含有層を含んでよい。

【0016】多用途に役立つために使われてきた材料の一つとして、低k SiCがあり、これに付いては、1998年10月1日出願された米国特許出願09/165248号“A Silicon Carbide Deposition For Use As A Barrier Layer And An Etch Stop”と、1998年12月23日出願された米国特許出願09/219945号“A Silicon Carbide Deposition For Use as a Low Dielectric Constant Anti-Reflective Coating”との同時継続出願で開示されており、両方が本発明の譲受人であるアプライドマテリアルズ社に譲渡され、参考文献として本明細書に導入されている。この特定のSiCは、バリア層、エッチストップ、ARC、及び/又は保護層として機能でき、また、低k値を持つことができるという利点があり、付着を改善し酸化抵抗を高めるといふ点で得である。

【0017】このプロセス様式は、7よりも小さい誘電率、好ましくは約5又はそれ以下の誘電率、最も好ましくは約4.2又はそれ以下の誘電率を有するSiCをもたらす。このようなSiC層を200mmのウェハ上に堆積するには、ほとんど酸素源が反応ゾーンへ導入することが無く、トリメチルシランのような反応ガス源を、CENTURA[®] DxZ[™] CVDチャンバのような反応チャンバへ流し入れる。トリメチルシランは、好ましくは約50〜約200 sccmの速度で流し入れる。好ましくは、ヘリウムやアルゴンのような不活性ガスも同様に、約200〜約1000 sccmの速度で、チャンバ内へ流し入れる。チャンバ圧力を、好ましくは、約6〜約10トールに維持する。13.56 MHzの単一電力源を、好ましくは、約400〜約600Wでチャンバへ印加し、好ましくは、約5.7〜約8.6 W/in²の電力密度を使う。SiCの堆積中に、基板の表面温度を、好ましくは、約300〜約400°Cに維持し、基板を、ガスシャワーヘッドから、好ましくは、約300〜約500ミルに配置する。

【0018】図2は、本発明に従いHe及びN₂Oプラズマにより処理されたSiCのサンプルのフーリエ変換赤外 (FTIR) 分析であり、処理されたそれぞれのSiC層の結合構造を示している。上のラインAは、堆積された時点でのSiC層の結合構造を示す。本発明に適

用可能な、 $\text{Si}(\text{CH}_3)_2$ 及び SiC 結合を含んだ異なる結合構造に相当する分析部分が同定されてきた。ラインA上に上書きされているのは、Heプラズマ処理後の試料の結合構造である。Heプラズマ露射は、試料の組成と検出された結合構造に対しほとんど影響を与えないということが見出せる。また、 O_2 プラズマ露射後の試料の結合構造についても、ラインA上に上書きされている。基板に O_2 プラズマを約10～約30分間受けさせる前に、Heプラズマで調節しておくことにより、前記の基板は、 O_2 プラズマ露射から察知できるほどの影響を示さなかった。

【0019】下のラインBは、 N_2O プラズマ処理後の SiC 試料の結合構造を示す。 N_2O プラズマ処理により、上のラインAに示された未処理試料の結合構造が変わる。変化は、 N_2O プラズマ処理された試料の Si-O 結合構造に大きく表われている。ラインB上に上書きされているのは、 N_2O プラズマ処理後に、アッシングのような O_2 プラズマ露射を約10～約30分間受けた試料の結合構造である。 N_2O を使ったプラズマ処理後の試料とそれに引き続き O_2 プラズマ露射を受けた試料の結合構造に違いはない。

【0020】ESCA/XPS及びFTIR分析によっても検出されたように、こうした結果から、Heプラズマは実質的に SiC 層の組成に影響しないことが確認される。He処理は、 N_2O プラズマより、化学的組成に対し少ない変化を起す。この変化は、表面層の結合構造

サンプル	C	O	Si	N	F	Cl
未処理ベース	58	8	35			0.5
Heプラズマ	56	8	34	1	0.5	
N_2O プラズマ表面	5	67	28			
N_2O プラズマバルク	35	24	36	4		

【0024】未処理の SiC サンプルには、約56%のC、8%のO、36%のSi及びごくわずかなN、F及びClが含まれていた。Heプラズマにより処理された SiC 層にも同じような組成が含まれていた。酸素、水素及び/又は窒素を含む他のガスの実質的な存在無しで、Heプラズマを使った。酸素、水素及び/又は窒素がHeガスプラズマに存在する程度は無視できるほどわずかった。

【0025】表面又は表面近傍で測定された N_2O 処理したサンプルにおいては、 SiC 層の組成が約5%のC、67%のO、28%のSiに変わった。これは、 SiC 層表面のさらなる酸化を表している。このような表面組成の変化は N_2O プラズマ露射によるもので、約3000Åの厚さを持つ層断面のバルクを通して SiC 層の分析も行った。この分析は、層断面のバルク組成が、約35%のC、24%のO、36%のSi、3%のNに変化したことを示した。

【0026】表4は、ESCA/XPS分析報告の結果であり、表3のサンプルの炭素に関連する炭素含有量及び化学結合構造の詳細を表している。

における主に物理的な変化で、主に、Heプラズマ露射の結果としての Si ダングリング結合にあると信じられている。Heプラズマ処理による表面変化は、約5～約10Åの深さよりも浅い可能性が高い。 SiC の N_2O プラズマ処理のためには、 N_2O ガスからの酸素は、 Si-O 結合及び/又は C-O 結合を SiC 表面に形成すると信じられている。これにより、 Si ダングリング結合は減少し、付着と酸化抵抗が改善される。

【0021】(実施例1)表3と表4は、誘電層上に堆積され、He又は N_2O プラズマのような処理プラズマに露射された SiC 層の化学組成変化と結合構造変化についてなされた化学分析のための電子分光スコピー/X線光電子分光スコピー(ESCA/XPS)の分析記録データを示す。

【0022】表1と表2に示されたプロセス様式に従い、一連の SiC 層を、プラズマ処理に露射した。He又は N_2O ガスを約1500sccmの速度でチャンバへ流し入れ、チャンバ内圧力を約8.5トールに維持し、200mmのウェハ用チャンバに、単一13.56MHzRF電源は約250Wを送った。基板の表面温度を、約250～約400℃に維持し、基板を、ガスプレートから約400ミルに配置した。上記プラズマを、この基板に約20秒間露射した。

【0023】

【表3】

【0027】

【表4】

サンプル	Si-C	C-C, C-H	C-O	O-C-O
ベース	69	30	1	
Heプラズマ	68	29	3	
N_2O プラズマ表面		78	20	2
N_2O プラズマバルク	84	16		

【0028】結果から、Heプラズマ処理によっても、結合構造は比較的一定したままであるということが明らかである。 SiC の表面組成は、 N_2O プラズマ処理により変化し、多くの C-C 及び C-H 結合を含むようになり、また、 Si-O 及び/又は C-O 結合を形成し、さもなくば Si ダングリング結合又は他のダングリング結合を保護すると察せられる。表面における結合の変化は、次の層への付着を増大させる。加えて、 N_2O は、制御された露射により、層の薄い部分を酸化させ、未処理の層に比べ、より多くの、より深い酸化に対し抵抗を持つ表面を作る。

【0029】(実施例2)表5は、アッシング適合性研究における SiC のプラズマ処理結果を示す。上記の表1と表2に記載した好ましいプロセスパラメーターを用

い、本発明に従い、一連のSiC試料を、Heプラズマ又はN₂Oプラズマで処理した。SiC層の一つの試料は、比較試料として未処理のまま残し、もう一つの試料には、もう一つの比較試料とするため、SiC層上にアンドープのシリコン酸化層(USG)を堆積した。

【0030】この例では、He又はN₂Oガスを約1500sccmの速度でチャンバ内へ流し入れ、チャンバ内圧力を約8.5トールに維持し、200mmのウエハ用チャンバに、単一13.56MHz-RF電源は約250Wを送った。基板の表面温度を、約350～約450

℃に維持し、基板を、ガスプレートから約400ミルに配置した。上記プラズマを、この基板に約20秒間露射した。酸素プラズマを使ってフォトリソ層を除去するアッシングプロセスの前後に、膜厚測定を行った。表で見られるように、これらの結果は、大気中及びアッシングのような酸化環境において更なる酸化が、He及びN₂Oプラズマ処理により、減少又は防止されることを示している。

【0031】

【表5】

サンプル SiC	アッシング前の膜厚 (Å)			アッシング後の膜厚 (Å)		
	酸化層	SiC層	全体	酸化層	SiC層	全体
未処理ベース	40	2895	2935	191	2874	3065
Heプラズマ	0	3108	3108	60	3008	3068
N ₂ Oプラズマ	210	2881	3091	255	2873	2928
USG層が 堆積したベース	242	2978	3220	256	3064	3320

【0032】未処理のSiCとプラズマ処理をしたSiCの間の区別が、表5に示されたおおよその酸化層膜厚の違いを比較することによって見られる。酸化により起こる層の厚さの大きな増加は、誘電率を上げることによって、又は、金属拡散に抵抗するバリア層の能力を減少させることによって、層の全体的な特性に影響する。したがって、酸化層膜厚の増加を最小限にとどめるのが望ましい。未処理のSiC層の酸化層膜厚は、アッシングの前は約40Åであり、アッシング後は、約191Åであり、約150Åの増加があった。これに対して、Heプラズマにより処理されたSiC層の酸化層膜厚は、アッシングの前は約0Åであり、アッシング後は、約60Åであり、約60Åの増加があった。N₂Oプラズマにより処理されたSiCは、初期の酸化層膜厚が約210Åであり、アッシングプロセスの後には、約255Åの酸化層膜厚になり、約45Åの増加だけであった。プラズマ処理されたSiC層に対する比較として、約240ÅのUSGがSiC上に堆積され、アッシングプロセスに露射された。アッシング前の膜厚は、約242Å、アッシング後は、約256Åであり、約14Åの増加があった。

【0033】この試験結果は、処理されたSiC層は、未処理のSiC層に比べ、アッシングからの酸化に対し、300%の抵抗があることを示す。また、この結果は、処理されたSiC層は、USG層が堆積されたSiC層よりも、ほんの約30～約45Å厚いだけということを示す。

【0034】(実施例3)表2に示されたプロセス機軸に従い、一連のSiC層を、N₂Oプラズマ処理に露射した。すなわち、例えば、約1500sccmの速度でN₂Oガスをチャンバ内へ流し入れ、チャンバ圧力を約8.5トールに維持し、基板温度が約350～約400℃であり、ガスプレートから約400ミルに置かれた基板が入ったチャンバへ、約250WのRF電力を送っ

た。この試験では、基板層は、5000～20000Åの層厚のUSGと、200～1000Åの層厚のSiC、それ等の上に堆積された他のUSG酸化膜、そして、これらを覆う500Åの層厚の窒化物材料を含んでいる。本発明においては、USG層を堆積する前に、SiC層をプラズマで処理した。ある試験セットにおいては、SiC層を持つ試料をN₂Oプラズマで約20秒間処理した。ある試料セットにおいては、7000Åの層厚のUSG材料をSiC上に堆積し、他のセットにおいては、10000Åの層厚のUSG材料を堆積した。それぞれの厚さは、商業的実施の形態において堆積された一般的な厚さを代表している。類似の試料を、SiC層を20秒間に代えて約30秒間処理してから、その上に、類似の厚さを持つUSGを堆積することにより、準備した。アニーリングの約1時間後、2時間後、3時間後、及び4時間後に、光学顕微鏡で層間剥離について調べた。450℃のアニーリング温度であっても、試料に層間剥離は見られなかった。

【0035】表1のパラメータに従い、Heプラズマ処理プロセスを使った以外は、USG層が堆積され、同様な処理時間で処理されたSiC層について、同様の試験を行った。この例では、特に、約1500sccmの速度でHeガスをチャンバ内へ流し入れ、チャンバ圧力を約8.5トールに維持し、温度が約350～400℃であり、ガスプレートから約400ミルに置かれた基板が入ったチャンバへ、約250WのRF電力を送った。Heプラズマ処理は、N₂Oプラズマ処理と同様の結果をもたらした。

【0036】(実施例4)一連のSiC層を、本発明のプラズマ処理に露射し、その層付着特性を試験した。処理に使ったパラメータは表2に示される好ましい範囲のものであった。すなわち、この例においては、約1500sccmの速度でN₂Oガスをチャンバ内へ流し入れ、チャンバ内圧力を約8.5トールに維持し、基板温

度が約350～約400℃であり、ガスプレートから約400ミルに置かれた基板が入ったチャンバへ、約250WのRF電力を送った。基板層は、約5000Åの層厚のUSG、プラズマにより約20秒間処理された500Åの層厚のSiC、を含んでいた。上記のSiC層上には、約1000Åの層厚のUSG酸化層を更に堆積し、それを500Åの層厚の窒化物材料で覆った。それぞれの基板堆積物を、約450℃で、一回が約30分からなるサイクルで、4～8サイクルに渡りアニールした。層間剥離を起こす水素及びその他のガスの拡散を促進させるため、全体として、約2～約4時間に渡りアニールした。

【0037】堆積物の層付着を、“スタッドを用いた引き剥がし試験”(stud pull test)により試験した。この試験では、スタッドをエポキシ接着剤によって堆積物に付着させ、伸長性のある方向に引っ張り、スタッド若しくはエポキシ接着剤が基板から剥がれるまで、又は基板層が残りの層から分離するまで、引っ張り力を測定した。450℃の温度で何サイクルかのアニーリング後においても、スタッドが基板から剥がれる前には、試料に層間剥離は見られなかった。N₂Oプラズマ処理による20秒間のSiC処理は、SiC層からそれに引き続く層を切り離すか分離するのに、約11000psi (pounds per square inch) よりも大きな引っ張り力を必要とした。この引っ張り力においては、他の層を剥離すること無く、約11000psiでスタッドが接着剤から緩んで動いた。

【0038】表1に示すHeプラズマ処理パラメータを用いて、SiC試料について、同じような試験を行った。すなわち、この例においては、約1500sccmの速度でHeガスをチャンバへ流入し、チャンバ内圧力を約8.5トールに維持し、温度が約350～約400℃であり、ガスプレートから約400ミルに置かれた基板が入ったチャンバへ、約250WのRF電力を加えた。上記に記載したN₂Oプラズマ処理で使った層の膜厚及びプラズマ露射時間と同様な条件を、Heプラズマ処理に使った。

【0039】Heプラズマ処理は、SiCからそれに引き続く層を持ち上げるのに、約7900psiよりも大きな引っ張り力を必要とした。この引っ張り力(約7900psi)においては、他の層を剥離すること無く、スタッドが接着剤から緩んで動いた。商業的には、約4000psiが許容されている。比較すると、類似の堆積物は、本発明のプラズマ処理なしでは、約1000psi未満でスタッドを用いた引き剥がし試験に落ち、層間剥離を起す。SiC堆積とHeプラズマ処理の間における化学的類似性のため、ほとんどの商業的な基板の加工には、Heプラズマが好ましく、またそれで十分である。

【0040】本発明は、ダマシン構造を含む様々な構造

に使われ、また、その構造の中の様々な層に使われる。図3に、ダマシン構造の一例を図解で示す。この構造は、好ましい実施の形態において、バリア層、エッチストップ、ARC、及び/又は他の層として幾層のSiC層を含み、各層は本発明のプラズマ処理に露射されている。さらに、好ましくは、この構造は、積層物中の2層以上の様々な層のインサイチュ堆積を含んでいる。誘電層は、SiC材料と同一又は類似の前駆体で堆積することができる。又は、該誘電層は、異なる前駆体で堆積されてもよい。また、フィーチャー内に堆積された銅のような金属層においては、金属の表面で起こり得る酸化物を減少させるため、アンモニアのような還元剤を含むプラズマが、実施の形態で好ましく利用される。

【0041】ライン/トレッチがビア/コンタクトと同時に埋められている、デュアルダマシン構造を開発するためには、少なくとも2つのスキームを使うことができる。“Counterbore”スキームでは、通常、集積回路は、バリア層、最初の誘電層、エッチストップ、第二の誘電層、ARC、及び、基板が後でエッチングをされるフォトレジスト層を堆積することにより形成される。図3では、集積回路10は、その下方に位置する基板60を含み、この基板上に、一連の層が堆積され、フィーチャー62が形成される。フィーチャー62上に銅のような導電体が堆積されると、その導電体は酸化される。様々な層の堆積においてインサイチュで、導電体上の酸化物は、アンモニアのような窒素及び水素からなる還元剤を含むプラズマで露射されることにより、還元される。ある1つの実施形態が、米国特許出願09/193920号に記載されており、本明細書に参考文献として導入されている。この出願の実施形態では、プラズマ処理パラメータについて、アンモニアの流速は約100～約1000sccm、チャンバ内圧力は約1～約9トールの範囲、RF電力は200mmのウエハに対し約100～約1000W、基板とガスプレートの距離は約200～約600ミル、と記載している。

【0042】SiC層は、誘電層と共に、バリア層、エッチストップ、ARC、及び/又は保護層として、インサイチュで堆積することができる。それぞれのSiC層に、本発明のプラズマ処理を利用してよい。例えば、好ましい約500Åの膜厚を持つSiCバリア層64を基板とフィーチャーにわたって堆積する。基板を取り出すことなく、好ましい約5000Åの膜厚を持つ誘電層66を、インサイチュで、バリア層64にわたり堆積してもよい。好ましくは、誘電層は、低いk特性を持つ、酸化物をベースにした誘電材料である。誘電層は、ドーブされていないシリコンガラス(USG)としても知られるドーブされていない二酸化シリコン、フッ素でドーブされたシリコンガラス(FSG)、又はその他の珪素-炭素-酸素をベースにした材料でよく、その幾つかは低いkの材料である。その後、低いk値を持ち、本発明に従

うところのSiC材料のエッチストップ68を、インサイチュで誘電層66上に約200~約1000Åの膜厚で、好ましくは、約500Åの膜厚で堆積する。通常、エッチング材料は、エッチングを受ける誘電層に比べ遅いエッチング速度を持つ材料であり、前もって決められた深さに確実に達するようエッチングプロセスに融通性をもたらすものである。幾つかの良好に特性化されたエッチングプロセスにおいては、エッチストップは不要かもしれない。他の誘電層70を、約5000~約10000Åの厚さで、好ましくは、約7000Åの厚さで、エッチストップ68にわたって堆積する。誘電層70は、誘電層66と同じ材料であってよい。同様に、誘電層70を、インサイチュで、バリア層64、誘電層66、及びエッチストップ68と共に堆積してもよい。SiC材料であり、好ましい約600Åの膜厚を持つARC72を、その下方に位置するエッチストップ及びバリア層と同一の又はそれに類似した化学作用を使い、誘電層70上に堆積する。ARCの堆積後、フォトレジスト層（図示せず）を、ARC72上に堆積する。フォトレジストの堆積、露光及びエッチングは、普通は、他のチャンバで行われる。ビア/コンタクト20aのパターンを形成するために、従来のフォトリソグラフィ法を使い、上記のフォトレジスト層を露光する。その後、ビア/コンタクト20aを形成するために、上記フォトレジスト層を、従来通りのエッチングプロセスにより、通常、フッ素イオン、炭素イオン、及び酸素イオンを使って、エッチングする。引き続き、フォトレジスト層を除去する。ライン/トレンチ20bのようなフィーチャーをパターン化するために、他のフォトレジスト層を堆積し露光すると、層はエッチングされ、ライン/トレンチ20bが形成される。引き続き、フォトレジスト層を除去する。フィーチャーにわたり、又はフィーチャー間のフィールド上に、ライナー22が必要であり、その材料は、通常、Ta、Ta₂N、Ti、TiN、又はその他の材料である。その後、銅又はアルミニウムのような導電材料20を、ビア/コンタクト20a及びライン/トレンチ20bの両方の中に同時に堆積する。そのフィーチャーにわたり、導電材料20を堆積する場合、その酸化物を還元するために、アンモニアのような還元剤を含むプラズマで露射してもよい。それに引き続く層内に起こる導電体の拡散防止を支援するため、他のSiCバリア層75を、導電材料20上に堆積する。

【0043】デュアルダマシン構造を生成するためのもう一つのスキームは、Self-Aligning contact (SAC)として知られる。SACスキームは、Counterboreスキームに似ており、違いは、フォトレジスト層が、エッチストップにわたって堆積されること、エッチストップがエッチングされることにより、フォトレジストが除去されることである。その後、他の誘電層のような層が、パターン化されたエッチストップ上に引き

続き堆積され、ARCが誘電層にわたり堆積され、第二のフォトレジスト層がARC層にわたって堆積され、ここでまた、この堆積物は、エッチングされる。例えば、図3の実施形態では、フォトレジスト層（図示せず）を、一般的には、エッチストップの堆積とは別のチャンバにおいて、エッチストップ68にわたって堆積する。ビア/コンタクト20aのパターンを形成するために、エッチストップ68をエッチングする。フォトレジスト層を除去する。次に、誘電層70及びARC72を、エッチストップを堆積したのと同じチャンバ内で、インサイチュで堆積する。他のフォトレジスト層を、ARC72上に堆積する。その後、ライン/トレンチ20bのパターンを形成するために、フォトレジスト層を、露光する。ビア/コンタクト20a及びライン/トレンチ20bは、その後、同時にエッチングされる。これに引き続き、フォトレジスト層を除去する。導電材料20と、必要ならば、他のバリア層75を、その基板にわたって堆積する。

【0044】インサイチュプロセスは、それに使われる材料及び様式の数が少なく、特に、SiC層が、バリア層、エッチストップ、ARC層だけでなく、保護層及び湿気バリアとして使用可能なので、価値が増す。インサイチュプロセスは、好ましい実施形態においては、誘電層の堆積に同一の又は類似の前駆体を使うことにより、さらに、その価値が増す。層の堆積間において、クリーニング等のためにプロセスチャンバから基板を取り出す必要を減少させること又は除去することは、処理能力を改善し、中断時間を減少させ、汚染の危険を減少させる。

【0045】具体的には、エッチングは、プロセス条件を調整することにより、同じチャンバ内で行われる。しかし、多くの場合には、基板はエッチングチャンバへ移動される。このような場合には、プロセスは、堆積用チャンバとエッチング用チャンバを備えたクラスターツール内で行われる。このようなクラスターツールは、本発明の現譲受人に譲渡されている米国特許4951601号に開示されており、本明細書に参考文献として導入されている。密封可能なクラスターツールは、大気状態に不必要にさらされることなく、クラスターツール内でのプロセスを可能にする。しかし、可能ならば、よりよい処理能力のための好ましい配列は、チャンバ間の搬送時間を減少させるため、同一チャンバ内でプロセスができるようにしたものである。

【0046】さらに、インサイチュプロセスは、堆積された層とその前の層との間の移行速度に対する正確な制御を提供する。2層間の移行は、層の堆積に用いられる化学作用及びそれに関連するプロセスパラメータとの間の移行によって制御される。本発明の方法は、プラズマ、プロセスガスの流速、及びその他のプロセスパラメータにおける制御を通して、正確な移行制御を可能

にする。この移行は、迅速であり、例えば、プラズマを消すことにより、達成される。その後、基板はチャンバの中に残り、誘電層及び様々なSiC層が堆積される。FSG誘電層を堆積するプロセスにおいては、誘電層からSiC層へのスムーズな移行を創設するため、ヘリウム又はアルゴンの流れを増加させる一方、FSG堆積に共通して使われるシリコン四フッ化物の流速を減少させてもよい。移行の融通性は、多層をインサイチュで堆積する能力によって、可能になる。上記の論議は、例示的シーケンスに関するものであり、このシーケンスに限定して解釈されるべきではない。なぜなら、このようなインサイチュプロセスは、様々な順序で適用可能だからである。また、このような構造は、デュアルゲマシ構造の例であり、可能な実施形態を制限するものではない。

【0047】本明細書で示され記載された実施の形態は、付随している請求項によって提供されている以外、本発明を制限するものではない。さらに、本明細書の実施の形態において、層のオーダーは、変更されてもよく、したがって、本明細書の詳細な説明と請求項にある「～上に堆積される」及び類似の用語は、ある層が前の層の上部に堆積されることを含み、必ずしも、前の層に直に接しているわけではなく、堆積物中で、上方にあるということである。例えば、制限なく、様々なライナー層が誘電層、バリア層、エッチストップ、金属層、及び他の層に接して堆積され得る。

【0048】上述したことは、本発明の好ましい実施の形態に当てはまる一方で、他の及びさらなる実施形態も、本発明の実施形態の基本的範囲から離れることなしに、考案され得る。また、本発明の基本的範囲は、本明細書の請求項により決定される。

【図面の簡単な説明】

本発明の上記に列挙した特徴、利点及び目的が達成され詳細に理解されるよう、上記で簡潔に要約したところの本発明のさらに特定な記載は、実施の形態に対する参考として、付属の図面に説明されている。しかしなが

ら、本明細書に付属の図面は、本発明の一般的な実施の形態のみを説明しているだけであって、本発明の範囲を限定するものではない。本発明は、他の同じように効果的な実施形態にも有効である。

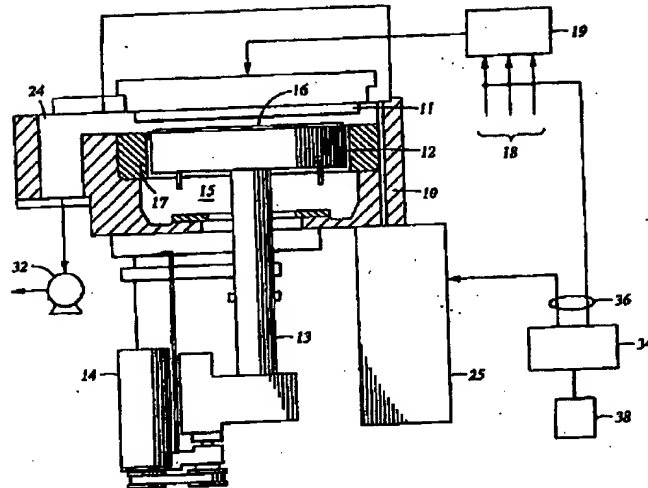
【図1】図1は、本発明のプラズマプロセスが行われる商業的に利用可能なCVDプラズマプロセスチャンバの断面図である。

【図2】図2は、特定の結合構造を示している本発明のSiC層のフーリエ変換赤外(FTIR)図表である。

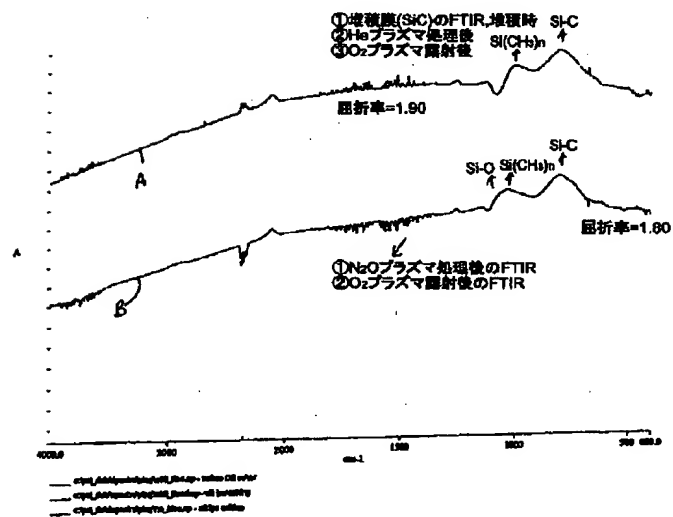
【図3】図3は、本発明を利用しているデュアルゲマシ構造の好適な形態を示す。

【符号の説明】

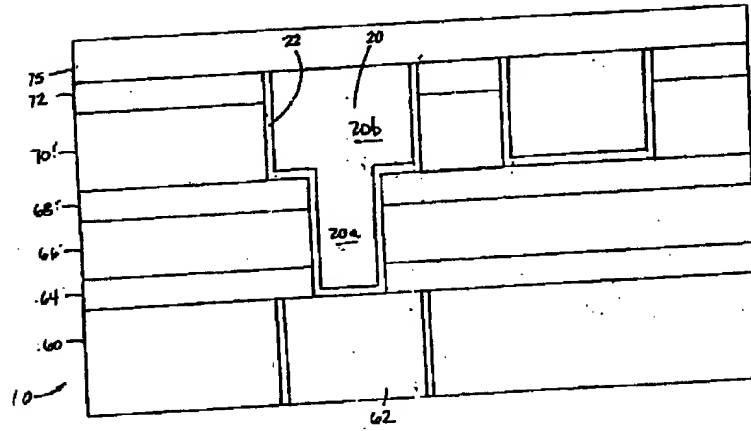
- 10 プロセスチャンバ、集積回路
- 11 ガス分配マニフォールド
- 12 基板支持体
- 13 基板軸
- 14 リフトモーター
- 16 基板
- 17 絶縁リング
- 20 導電材料(銅及びアルミニウム等)
- 20a バイアス/コンタクト パターン
- 20b ライン/トレンチ パターン
- 22 ライナー
- 24 排気ポート
- 25 RF電源
- 32 真空ポンプシステム
- 34 コントローラー
- 38 メモリー
- 60 基板
- 62 フィーチャー
- 64 SiCバリア層
- 66 誘電層
- 68 エッチストップ
- 70 誘電層
- 72 ARC
- 75 バリア層



①堆積膜(SiC)のFTIR,堆積時 Si-C
②Heプラズマ処理後 Si(CH₃)_n ↑
③O₂プラズマ露射後



【図3】



【外国語明細書】

1 Title of Invention

**PLASMA TREATMENT TO ENHANCE ADHESION
AND TO MINIMIZE OXIDATION OF CARBON-CONTAINING LAYERS**

2 Claims

1. A method of post-deposition treating a carbon-containing layer on a substrate, comprising exposing the carbon-containing layer to a treatment plasma.
2. The method of claim 1, wherein the carbon-containing layer comprises silicon carbide.
3. The method of claim 1, wherein the treatment plasma comprises an inert plasma.
4. The method of claim 3, wherein the treatment plasma comprises a He plasma.
5. The method of claim 1, wherein the treatment plasma comprises an oxygen-containing plasma.
6. The method of claim 5, wherein the treatment plasma comprises a N_2O plasma.
7. The method of claim 3, wherein exposing the carbon-containing layer to the treatment plasma comprises exposing the layer in the substantial absence of oxygen, nitrogen, and hydrogen containing gases.
8. The method of claim 1, further comprising generating the treatment plasma by flowing a gas into a processing chamber at a rate of about 100 to about 4000 sccm, establishing a chamber pressure between about 1 to about 12 Torr, applying RF power to the chamber having a power density of about 0.7 to about 11 W/in².
9. The method of claim 1, wherein exposing the carbon-containing layer to the treatment plasma occurs *in situ* with a deposition of the carbon-containing layer.
10. A system for treating a carbon-containing layer on a substrate, comprising:
 - a) a substrate processing chamber in which the carbon-containing layer is exposed to a treatment plasma;

- b) a gas distributor connected to the chamber;
- c) a source of gas connected to the gas distributor; and
- c) a power source adapted to generate the treatment plasma to expose the carbon-containing layer.

11. The system of claim 10, wherein carbon-containing layer comprises silicon carbide.
12. The system of claim 10, wherein the treatment plasma comprises an inert gas.
13. The system of claim 12, wherein the treatment plasma comprises a He plasma.
14. The system of claim 10, wherein the treatment plasma comprises an oxygen-containing gas.
15. The system of claim 14, wherein the treatment plasma comprises a N_2O plasma.
16. The system of claim 10, wherein the chamber is adapted to deposit the carbon-containing layer on the substrate *in situ* with and prior to exposure of the carbon-containing layer with the treatment plasma.
17. The system of claim 11, wherein the treatment plasma is produced by a process comprising flowing the gas into the chamber at a rate of about 100 to about 4000 sccm, establishing a chamber pressure between about 1 to about 12 Torr, and applying RF power to the chamber having a power density of about 0.7 to about 11 W/in².
18. A substrate, comprising a carbon-containing layer surface exposed to a treatment plasma.
19. The substrate of claim 18, wherein carbon-containing layer comprises silicon carbide.
20. The substrate of claim 18, wherein exposure of the carbon-containing layer to the treatment plasma occurs *in situ* with a deposition of the carbon-containing layer.

21. The substrate of claim 18, wherein the treatment plasma comprises a He plasma.
22. The substrate of claim 18, wherein the treatment plasma comprises a N_2O plasma.
23. The system of claim 18, wherein the treatment plasma is produced by a process comprising flowing a gas into a processing chamber at a rate of about 100 to about 4000 sccm, establishing a chamber pressure between about 1 to about 12 Torr, and applying RF power to the chamber having a power density of about 0.7 to about 11 W/in².

3 Detailed Description of Invention

Field of the Invention

The present invention relates generally to the fabrication of integrated circuits on substrates. More particularly, the invention relates to a plasma treatment of carbon-containing layers, such as silicon carbide, to enhance adhesion to an adjacent layer and to minimize oxidation of the carbon-containing layer.

Background of the Invention

Sub-quarter micron multi-level metallization is one of the key technologies for the next generation of ultra large scale integration (ULSI). Reliable formation of multilevel interconnect features is very important to the success of ULSI and to the continued effort to increase circuit density and quality on individual substrates and die. As circuit density has increased, materials and structural changes have occurred in the substrate stack. Some of the fundamental properties such as layer adhesion and oxidation resistance are needing revisiting as a result.

As layers are deposited in sequence, adhesion between layers becomes important to maintain structural integrity and to meet the performance demands of the devices being formed. The use of new low k materials, useful as barrier layers, etch stops, anti-reflective coatings (ARCs), passivation layers, and other layers must provide good adhesion to be integrated into the fabrication sequence. As an example, some of the new materials for ULSI use halogen doping, such as fluorine, to lower the k value of the layers, while maintaining desirable physical properties, such as strength. However, some of the doped material may outgas in processing. Thus, when adjacent layers are deposited and ultimately annealed, the layers may not properly adhere to each other, resulting in delamination of the layers.

Additionally, the new materials need to have improved oxidation resistance, particularly for layers exposed to an oxidizing plasma. As one example, layers require patterned etching and hence undergo a photolithography process in which a layer of photoresist material (typically organic polymers) is deposited on the layer to define the etch pattern. After etching, the photoresist layer is removed by exposing the photoresist layer to an active oxygen plasma, a process typically referred to as "ashing". During the rigorous plasma-enhanced

oxidation of the ashing process, the charged particles of the plasma collide with the substrate which can cause film loss and/or distort the crystal lattice of the substrate, thereby comprising the integrity of the devices formed on the substrate. Erosion or film loss can lead to short circuiting between the reduced dimension features such as contacts, vias, lines, and trenches. The oxidation from ashing appears to especially affect carbon-containing materials, such as SiC, and, thus, such materials in general could also benefit from improved adhesion and increased oxidation resistance. Thus, an improved oxidation resistance and film loss resistance to such rigorous environments is needed to maintain circuit integrity of the reduced dimension features.

Therefore, there is a need for improved processing that increases the resistance to oxidation and adhesion of carbon-containing materials.

Summary of the Invention

The present invention generally provides improved adhesion and oxidation resistance of carbon-containing layers without the need for an additional deposited layer. In one aspect, the invention treats an exposed surface of carbon-containing material, such as SiC, with an inert gas plasma, such as a helium (He), argon (Ar), or other inert gas plasma, or an oxygen-containing plasma such as a nitrous oxide (N₂O) plasma. Other carbon-containing materials can include organic polymeric materials, α C, α FC, SiCO:H, and other carbon-containing materials. The plasma treatment is preferably performed *in situ* following the deposition of the layer to be treated. Preferably, the processing chamber in which *in situ* deposition and plasma treatment occurs is configured to deliver the same or similar precursors for the carbon-containing layer(s). However, the layer(s) can be deposited with different precursors. The invention also provides processing regimes that generate the treatment plasma and systems which use the treatment plasma. The carbon-containing material can be used in a variety of layers, such as barrier layers, etch stops, ARCs, passivation layers, and dielectric layers.

Detailed Description of a Preferred Embodiment

The present invention provides improved adhesion and oxidation resistance of a carbon-containing layer by exposing the layer to an inert gas plasma or an oxygen-containing plasma without the need for an additional deposited layer.

Figure 1 is a cross-sectional schematic of a chemical vapor deposition (CVD) chamber, such as a CENTURA® DxZ™ CVD chamber available from Applied Materials, Inc. of Santa Clara, California, in which a plasma treatment process of the invention can be performed. The invention can be carried out in other process chambers, including a lamp heated process chamber. Process chamber 10 contains a gas distribution manifold 11, typically referred to as a "showerhead", for dispersing process gases through perforated holes (not shown) in the manifold to a substrate 16 that rests on a substrate support 12. Substrate support 12 is resistively heated and is mounted on a support stem 13, so that substrate support and the substrate supported on the upper surface of substrate support can be controllably moved by a lift motor 14 between a lower loading/off-loading position and an upper processing position adjacent to the manifold 11. When substrate support 12 and the substrate 16 are in the processing position, they are surrounded by an insulator ring 17. During processing, gases inlet to manifold 11 are uniformly distributed radially across the substrate surface. The gases are exhausted through a port 24 by a vacuum pump system 32. A controlled plasma is formed adjacent to the substrate by application of RF energy to distribution manifold 11 from RF power supply 25. The substrate support 12 and chamber walls are typically grounded. The RF power supply 25 can supply either single or mixed-frequency RF power to manifold 11 to enhance the decomposition of any gases introduced into the chamber 10. A controller 34

controls the functions of the power supplies, lift motors, mass controllers for gas injection, vacuum pump, and other associated chamber and/or processing functions. The controller executes system control software stored in a memory 38, which in the preferred embodiment is a hard disk drive, and can include analog and digital input/output boards, interface boards, and stepper motor controller boards. Optical and/or magnetic sensors are generally used to move and determine the position of movable mechanical assemblies. An example of such a CVD process chamber is described in U.S. Patent 5,000,113, which is incorporated herein by reference and entitled "Thermal CVD/PECVD Reactor and Use for Thermal Chemical Vapor Deposition of Silicon Dioxide and *In-situ* Multi-step Planarized Process," issued to Wang et al. and assigned to Applied Materials, Inc., the assignee of the present invention.

The above CVD system description is mainly for illustrative purposes, and other plasma equipment, such as electrode cyclotron resonance (ECR) plasma CVD devices, induction-coupled RF high density plasma CVD devices, or the like may be employed. Additionally, variations of the above described system are possible, such as variations in substrate support design, heater design, location of RF power connections, electrode configurations, and other aspects. For example, the substrate could be supported and heated by a resistively heated substrate support.

A process regime using a He plasma is provided in Table 1 and a process regime using N₂O is provided in Table 2. The gases are representative and other gases such as other inert gases or other oxygen-containing gases may be used.

TABLE 1 FOR He PLASMA

Parameter	Range	Preferred	More Preferred
He (sccm)	100-4000	500-2500	750-2000
Press. (Torr)	1-12	2-10	4-9
RF Power (W)	50-800	100-500	100-400
RF Power density (W/in ²)	0.7-11	1.4-7.2	1.4-5.7
Temp. (° C)	0-500	50-450	100-400
Spacing (Mills)	200-700	300-600	300-500

TABLE 2 FOR N₂O PLASMA

Parameter	Range	Preferred	More Preferred
N ₂ O (sccm)	100-4000	500-2500	750-2000
Press. (Torr)	1-12	2-10	4-9
RF Power (W)	50-800	100-500	100-400
RF Power density (W/in ²)	0.7-11	1.4-7.2	1.4-5.7
Temp. (° C)	0-500	50-450	100-400
Spacing (Mils)	200-700	300-600	300-500

The above process regimes can be used to treat the exposed surface of a carbon-containing layer, such as SiC, with a He or N₂O plasma or other inert or oxidizing gases, according to the invention, in a CENTURA® DxZ™ CVD chamber, described above. Using the parameters of Table 1 or 2, a He or N₂O gas, respectively, is flown into the chamber at a rate of about 100 to about 4000 standard cubic centimeters (sccm), more preferably about 750 to about 2000 sccm. The chamber pressure is maintained at about 1 to about 12 Torr, more preferably about 4 to about 9 Torr. A single 13.56 MHz RF power source delivers about 50 to about 800 watts (W), more preferably about 100 to about 400 W, to the chamber. A power density of about 0.7 to about 11 W/in², more preferably about 1.4 to about 5.7 W/in², is used. The RF power source may be a mixed-frequency RF power supply. The substrate surface temperature is maintained at about 0° to about 500° C, more preferably about 100° to about 400° C. The substrate is disposed about 200 to about 700 mils, more preferably about 300 to about 500 mils, from the gas plate.

The substrate is preferably exposed to the plasma for about 10 to about 40 seconds. In most instances, one treatment cycle lasting 20 seconds effectively treats the layer to increase the adhesion and/or reduce the susceptibility to oxidation. The parameters could be adjusted for other chambers, substrate layers, and other gases which assist in improving adhesion, particularly for those processes which improve adhesion without requiring additional deposition of layers.

The present invention is useful for treating a variety of materials. For instance, the materials could include primarily carbon-containing layers, such as organic polymeric materials, α C, α FC, SiCO:H, and other carbon-containing materials.

One material that has been used to advantage for multiple uses is a low k SiC disclosed in copending applications, U.S. Serial No. 09/165,248, entitled "A Silicon Carbide Deposition

For Use As A Barrier Layer And An Etch Stop", filed October 1, 1998, and a continuation-in-part of U.S. Serial No. 09/219,945, entitled "A Silicon Carbide Deposition For Use as a Low Dielectric Constant Anti-Reflective Coating", filed December 23, 1998, both assigned to the assignee of the present invention, Applied Materials, Inc. and both incorporated by reference herein. This particular SiC offers the advantage of being able to function as barrier layer, etch stop, ARC, and/or passivation layer as well as have a low k value and could benefit from improved adhesion and increased oxidation resistance.

The process regimes yield a SiC material having a dielectric constant of less than 7, preferably about 5 or less, and most preferably about 4.2 or less. To deposit such a SiC layer on a 200 mm wafer, a reactive gas source such as trimethylsilane is flown into a reaction chamber, such as a CENTURA® DxZ™ chamber, without a substantial source of oxygen introduced into the reaction zone, the trimethylsilane flowing at a preferable rate of about 50 to about 200 sccm./ Preferably, a noble gas, such as helium or argon, is also flown into the chamber at a rate of about 200 to about 1000 sccm. The chamber pressure is maintained preferably at about 6 to about 10 Torr. A single 13.56 MHz RF power source preferably delivers about 400 to about 600 W to the chamber, preferably about 5.7 to about 8.6 W/in². The substrate surface temperature is preferably maintained at about 300° to about 400° C during the deposition of the SiC and the substrate is preferably located about 300 to about 500 mils from a gas showerhead.

Figure 2 is a Fourier Transform Infrared (FTIR) analysis of samples of SiC treated with a He and N₂O plasma according to the present invention, showing the bonding structure of each treated SiC layer. The upper line A shows the bonding structure of a SiC layer as deposited. The portions of the analysis corresponding to different bonding structures applicable to the present invention have been identified, including the Si(CH₃)_n and SiC bonds. Overlaid on the line A is the bonding structure of the specimen after the He plasma treatment. As can be seen, the He plasma exposure has minimal to no effect on the composition and detected bonding structure of the specimen. Also, overlaid on the line A is the bonding structure of the specimen after an O₂ plasma exposure. By conditioning the substrate with the He plasma before subjecting the substrate to the O₂ plasma for about 10 to about 30 minutes, the substrate showed no appreciable effect from the O₂ plasma exposure.

The lower line B shows the bonding structure of a SiC specimen after N₂O plasma treatment. The N₂O plasma treatment alters the bonding structure from the untreated specimen

shown in the upper line A. The change appears largely in the Si-O bonding structure of the N_2O plasma treated specimen. Overlaid on the lower line B is the bonding structure of the specimen that has been treated by the N_2O plasma and then subjected to an O_2 plasma exposure, such as ashing, for about 10 to about 30 minutes. There appears to be no substantial difference in the bonding structure of the specimen after plasma treatment with N_2O and the specimen after a subsequent O_2 plasma exposure.

The results confirm that the He plasma does not significantly affect the composition of the SiC layer as detected by ESCA/XPS and FTIR analyses. The He treatment produces less change to the chemical composition than the N_2O plasma treatment. It is believed that the change is primarily a physical change in the surface layer bonding structure, primarily to the Si dangling bonds as a result of the He plasma exposure. The surface change due to the He plasma treatment could be less than about 5 Å to about 10 Å deep. For the N_2O plasma treatment of SiC, it is believed that the oxygen from the N_2O gas reacts to form a Si-O bond and/or C-O bond at the SiC surface, which reduces Si dangling bonds and improves the adhesion and oxidation resistance.

Example 1

Tables 3 and 4 show data of an Electron Spectroscopy for Chemical Analysis/X-Ray Photoelectron Spectroscopy (ESCA/XPS) analysis report for the chemical composition changes and bonding structural changes of a SiC layer deposited on a dielectric layer and exposed to a treating plasma, such as a He or N_2O plasma.

A series of SiC layers was exposed to the plasma treatment according to process regimes set forth in Tables 1 and 2. A He or N_2O gas was flown into a chamber at a rate of about 1500 sccm, the chamber pressure was maintained at about 8.5 Torr, and a single 13.56 MHz RF power source delivered about 250 W to the chamber for a 200 mm wafer. The substrate surface temperature was maintained at about 250°C to about 400°C and the substrate was disposed about 400 mils from the gas plate. The substrate was exposed to the plasma for about 20 seconds.

TABLE 3

Sample	C	O	Si	N	F	Cl
Base-untreated	56	8	36	--	--	0.5
He Plasma	56	8	34	1	0.5	--
N ₂ O Plasma Surface	5	67	28	--	--	--
N ₂ O Plasma Bulk	35	24	36	4	--	--

An untreated SiC sample contained about 56% C, 8% O, 36% Si, and negligible amounts of N, F, and Cl. The SiC layer treated by the He plasma contained a similar composition. The He plasma was used without the substantial presence of other gases including oxygen, hydrogen, and/or nitrogen. To the extent that any oxygen, hydrogen, and/or nitrogen was present in the He gas plasma, the presence of such gases was negligible.

The N₂O treated sample, measured at or near the surface, changed the composition of the SiC layer to about 5% C, 67% O, and 28% Si, reflecting the additional oxidation of the surface of the SiC layer. Because of the surface compositional changes due to the N₂O plasma exposure, the SiC layer was also analyzed throughout the bulk of the layer cross-section having a thickness of about 3000 Å. The analysis showed a change in composition to about 35% C, 24% O, 36% Si, and 3% N.

Table 4 shows data of an ESCA/XPS analysis report, detailing the carbon content and the chemical bonding structure associated with the carbon of the samples of Table 3.

TABLE 4

Sample	Si-C	C-C, C-H	C-O	O=C-O
Base	69	30	1	--
He Plasma	68	29	3	--
N ₂ O Plasma Surface	--	78	20	2
N ₂ O Plasma Bulk	84	16	--	--

The results show that the bonding structure remains relatively constant with the He plasma treatment. The SiC surface composition is modified with the N₂O plasma treatment to include more C-C and C-H bonds, and is believed to form Si-O and/or C-O bonds and otherwise to passivate the Si dangling bonds or other dangling bonds. The bonding changes at

the surface increase the adhesion to subsequent layers. Additionally, the N_2O oxidizes a thin portion of the layer by the controlled N_2O exposure, creating a surface that is resistant to further and deeper oxidation compared to an untreated layer.

Example 2

Table 5 shows the results of the plasma treatment of SiC in an ashing compatibility study. A series of specimens with SiC was treated with He or N_2O plasma according to the present invention, using the preferred process parameters described in Tables 1 and 2 above. A specimen of SiC layer was left untreated as a comparison specimen and another specimen deposited an undoped silicon oxide layer (USG) on the SiC layer as another comparison specimen.

For this example, a He or N_2O gas was flown into a chamber at a rate of about 1500 sccm, the chamber pressure was maintained at about 8.5 Torr, and a single 13.56 MHz RF power source delivered about 250 W to the chamber for a 200 mm wafer. The substrate surface temperature was maintained at about 350°C to about 450°C and the substrate was disposed about 400 mils from the gas plate. The substrate was exposed to the plasma for about 20 seconds. Thickness measurements were taken before and after an ashing process which used an oxygen plasma to remove a photoresist layer. As can be seen, the results show that the He and N_2O plasma treatments reduce or prevent further oxidation in air or other oxidizing environments such as ashing.

TABLE 5

Sample SiC	Thickness Before Ashing in Å			Thickness After Ashing in Å		
	Oxide Layer	SiC Layer	Total	Oxide Layer	SiC Layer	Total
Base untreated layer	40	2895	2935	191	2874	3065
He Plasma	0	3108	3108	60	3008	3068
N_2O Plasma	210	2821	3031	255	2673	2928
Base with USG layer deposited thereon	242	2978	3220	256	3064	3320

The distinctions between the untreated SiC and the plasma treated SiC can be seen by comparing the differences in approximate oxide layer thicknesses shown in Table 5. A large increase in the layer thickness from oxidation can affect the characteristics of the overall layer,

by increasing the dielectric constant or decreasing the ability of a barrier layer to resist metal diffusion. Thus, it is desirable to minimize any increase in the oxidized layer thickness. The oxide layer thickness of the untreated SiC layer was about 40 Å before ashing and about 191 Å after ashing, an increase of about 150 Å. In contrast, the oxide layer thickness of the SiC layer treated with He plasma was about 0 Å before ashing and about 60 Å after ashing, an increase of only about 60 Å. The SiC treated with the N_2O plasma has an initial oxide layer thickness of about 210 Å and a resulting oxide layer thickness of about 255 Å after the ashing process, an increase of only about 45 Å. As a comparison to the plasma treated SiC layers, about 240 Å of USG was deposited over a SiC layer and then exposed to an ashing process. The thickness before ashing was about 242 Å and after ashing was 256 Å, an increase of about 14 Å.

The test results show that the treated SiC layers resist oxidation from ashing about 300% more than the untreated SiC layer. The results also show that the treated SiC layers result in an oxidation that is only about 30 Å to about 45 Å more than an underlying SiC layer with a USG layer deposited thereon.

Example 3

A series of SiC layers was exposed to the N_2O plasma treatment according to process regimes set forth in Table 2. Specifically, for this example, about 1500 sccm of N_2O gas was flown into the chamber, the chamber pressure was maintained at about 8.5 Torr, a RF power of about 250 W was delivered to the chamber with a substrate temperature of about 350°C to about 400°C and a substrate to gas plate spacing of about 400 mils. In this test, the substrate layers included a 5000-20000 Å thick layer of USG, a 200-1000 Å thick layer of SiC, followed by another USG oxide layer deposited thereon, and then capped with a 500 Å layer of nitride material. The SiC layer was treated with the plasma of the present invention prior to deposition of the USG layer. In one set of tests, specimens having a SiC layer were treated with an N_2O plasma for about 20 seconds. On one set of specimens, a 7000 Å layer of USG material was deposited thereon and on another set, a 10000 Å layer of USG material was deposited thereon, each thickness representing typical deposited thicknesses in commercial embodiments. Similar specimens were prepared with similar USG thicknesses deposited thereon with the SiC layer being treated for about 30 seconds instead of 20 seconds. Each set was examined for delamination under an optical microscope after about 1 hour, 2 hours, 3 hours, and 4 hours of annealing. Even with an annealing temperature of 450° C, the specimens

showed no delamination.

A similar series of tests were conducted on similar SiC layers with USG layers deposited thereon for similar time periods of treatment, but using a He plasma treatment process according to the parameters of Table 1. Specifically, for this example, about 1500 sccm of He gas was flown into the chamber, the chamber pressure was maintained at about 8.5 Torr, a RF power of about 250 W was delivered to the chamber with a substrate temperature of about 350°C to about 400 °C and a substrate to gas plate spacing of about 400 mils. The He plasma treatment yielded similar results as the N₂O plasma treatment.

Example 4

A series of SiC layers were exposed to the plasma treatment of the present invention and the layer adhesion characteristics tested. The treatment parameters used were within the preferred range of Table 2. Specifically, for this example about 1500 sccm of N₂O gas was flown into the chamber, the chamber pressure was maintained at about 8.5 Torr, a RF power of about 250 W was delivered to the chamber with a substrate temperature of about 350°C to about 400°C and a substrate to gas plate spacing of about 400 mils. The substrate layers included about 5000 Å of USG, a 500 Å thick layer of SiC, where the SiC layer was treated by the plasma treatment for about 20 seconds. Another USG oxide layer of about 10000 Å was deposited thereon, and then capped with a 500 Å thick layer of nitride material. Each substrate stack was annealed at about 450° C for four to eight cycles of about 30 minutes each for a total of about two to about four hours to promote diffusion of hydrogen and other gases that would cause delamination.

The layer adhesion of the stack was then tested by a "stud pull test" wherein a stud is affixed typically by an epoxy adhesive to the stack and then pulled in a tensile direction and the tensile force measured until either the stud or the epoxy adhesive detaches from the substrate or the layers separate from the remaining substrate layers. Even with an annealing temperature of 450° C for several cycles, the specimens did not delaminate prior to the stud separating from the substrate. The N₂O plasma treatment of the SiC for 20 seconds required greater than about 11000 pounds per square inch (psi) to lift or separate the subsequent layer from the SiC, where the stud pulled loose from the epoxy at about 11000 psi without any delamination of the layers.

A similar set of tests was conducted on SiC specimens using the He plasma treatment

parameters of Table 1. Specifically, for this example about 1500 sccm of He gas was flown into the chamber, the chamber pressure was maintained at about 8.5 Torr, a RF power of about 250 W was delivered to the chamber with a substrate temperature of about 350°C to about 400°C and a substrate to gas plate spacing of about 400 mils. Similar thicknesses of the layers and a similar exposure time as the N₂O plasma treatment described above were used for the He plasma treatment.

The He plasma treatment required greater than about 7900 psi to lift the subsequent layer from the SiC, where the stud pulled loose from the epoxy at about 7900 psi. Commercially, a value of about 4000 psi is acceptable. By comparison, similar stacks will typically fail a stud pull test generally at less than about 1000 psi and delaminate without the treatment of the present invention. The He plasma is preferred and is sufficient for most commercial processing of substrates, particularly because of the similarity in chemistry between the SiC deposition and the He plasma treatment.

The present invention can be used on a variety of structures, including damascene structures and can be used on a variety of layers within the structure. Figure 3 shows a schematic of one exemplary damascene structure, which in a preferred embodiment includes several layers of SiC as a barrier layer, etch stop, ARC, and/or other layers where each layer may be exposed to the plasma treatment of the present invention. Furthermore, the structure preferably includes an *in situ* deposition of two or more of the various layers in the stack. The dielectric layers can be deposited with the same or similar precursors as the SiC material or can be deposited with different precursors. For the metallic layers, such as copper deposited in features, the embodiment also preferably utilizes a plasma containing a reducing agent, such as ammonia, to reduce any oxides that may occur on the metallic surfaces.

At least two schemes can be used to develop a dual damascene structure, where lines/trenches are filled concurrently with vias/contacts. In a "counterbore" scheme, the integrated circuits are typically formed by depositing a barrier layer, first dielectric layer, etch stop, second dielectric layer, ARC, and photoresist where the substrate is then etched. In Figure 3, the integrated circuit 10 includes an underlying substrate 60, which may include a series of layers deposited thereon and in which a feature 62 has been formed. If a conductor is deposited over the feature 62, such as copper, the conductor may oxidize. *In situ* with the deposition of the various layers, the oxide on the conductor can be exposed to a plasma containing a reducing agent of nitrogen and hydrogen, such as ammonia, to reduce the oxide.

One embodiment is described in co-pending U.S. Ser. No. 09/193,920, incorporated herein by reference, which describes plasma process parameters using an ammonia flow rate of about 100 to about 1000 sccm with a chamber pressure range of about 1 to about 9 Torr, an RF power of about 100 to about 1000 watts for a 200 mm wafer, and a substrate to gas plate spacing of about 200 to about 600 mils.

The SiC can be deposited *in situ* as a barrier layer, an etch stop, an ARC, and/or passivation layer with the dielectric layers. For each SiC layer, the plasma treatment of the present invention may be utilized. For instance, a SiC barrier layer 64, preferably about 500 Å thick, is deposited over the substrate and feature. Without the necessity of removing the substrate, a dielectric layer 66 may be *in situ* deposited over the barrier layer 64, preferably about 5000 Å thick. Preferably, the dielectric layer is an oxide based dielectric material having low *k* characteristics. The dielectric layer may be un-doped silicon dioxide also known as un-doped silicon glass (USG), fluorine-doped silicon glass (FSG), or other silicon-carbon-oxygen based materials, some of which can be low *k* materials. A low *k* etch stop 68, also of SiC material according to the present invention, is then *in situ* deposited on the dielectric layer 66 to a thickness of about 200 Å to about 1000 Å, preferably about 500 Å. The etch stop material is typically a material that has a slower etching rate compared to the dielectric layer that is etched and allows some flexibility in the etching process to ensure that a predetermined depth is reached. In some well characterized etching processes, the etch stop may be unnecessary. Another dielectric layer 70 is deposited over etch stop 68, having a thickness from about 5,000 Å to about 10,000 Å, preferably about 7000 Å. Dielectric layer 70 can be the same material as dielectric layer 66. Likewise, the dielectric layer 70 can be deposited *in situ* with the barrier layer 64, dielectric layer 66, and etch stop 68. An ARC 72, also of SiC material and preferably about 600 Å thick, is deposited on the dielectric layer 70, using the same or similar chemistry as the underlying etch stop and barrier layer. After the ARC deposition, a photoresist layer (not shown) is deposited on the ARC 72. Depositing and exposing of the photoresist and etching would normally be accomplished in other chambers. The photoresist layer is exposed to form a pattern for the via/contact 20a, using conventional photolithography. The layers are then etched using conventional etch processes, typically using fluorine, carbon, and oxygen ions to form the via/contact 20a. The photoresist layer is subsequently removed. Another photoresist layer is deposited and exposed to pattern the features, such a line/trench 20b and the layer(s) are etched to form the line/trench 20b. The photoresist layer is subsequently removed.

A liner 22 may be needed over the features or on the fields between the features, which typically is Ta, TaN, Ti, TiN, and other materials. A conductive material 20, such as copper or aluminum, is then deposited simultaneously in both the via/contact 20a and the line/trench 20b. Once the conductive material 20 is deposited over the feature(s), it too may be exposed to a plasma containing a reducing agent, such as ammonia, to reduce any oxides. Another SiC barrier layer 75 may be deposited over the conductive material 20 to help prevent diffusion of the conductor through subsequent layers.

Another scheme for creating a dual damascene structure is known as a "self-aligning contact" (SAC) scheme. The SAC scheme is similar to the counterbore scheme, except that a photoresist layer is deposited over the etch stop, the etch stop is etched and the photoresist is removed. Then the subsequent layers, such as another dielectric layer, are deposited over the patterned etch stop, an ARC deposited over the dielectric layer, and a second photoresist layer deposited over the ARC, where the stack is again etched. In the embodiment of Figure 3, for instance, a photoresist layer (not shown) is deposited over the etch stop 68, in typically a separate chamber from the etch stop deposition. The etch stop 68 is etched to form a pattern for a via/contact 20a. The photoresist layer is removed. The dielectric layer 70 and ARC 72 can then be *in situ* deposited in the same chamber as the etch stop was deposited. Another photoresist layer is deposited on the ARC 72. The photoresist is then exposed to form the pattern for the line/trench 20b. The line/trench 20b and the via/contact 20a are then etched simultaneously. The photoresist layer is subsequently removed. Conductive material 20, and if desired, another barrier layer 75, are deposited over the substrate.

The *in situ* processing is enhanced because of the reduced number of different materials and regimes and, in particular, because the SiC can be used as the barrier layer, etch stop, ARC layer, and even as a passivation layer and moisture barrier. The *in situ* processing is further enhanced in the preferred embodiment by using the same or similar precursors to deposit the dielectric layers. Reducing or eliminating the need to remove the substrate from the processing chamber between depositing the layers for chamber cleanings and the like improves throughput, reduces downtime, and reduces the risk of contamination.

In some instances, the etching may be performed in the same chamber by adjusting the process conditions. However, in many instances, the substrate may be moved to an etching chamber. In such instances, the processing may be performed within a cluster tool having both a deposition chamber and an etch chamber, such as the cluster tool shown in U.S. Pat. No.

4,951,601, assigned to the current assignee of the invention, and incorporated herein by reference. The sealable cluster tool enables processing within the cluster tool to occur without unnecessary exposure to the ambient conditions. However, where possible a preferred arrangement enables processing within same chamber to reduce the transfer time between chambers for greater throughput.

Furthermore, *in situ* processing provides accurate control over the rate of transition between the deposited layer and the preceding layer. The transition between the two layers is controlled by the transition between the chemistries and the related process parameters used to deposit the layers. The method of the present invention enables accurate control over the transition via control over the plasma, process gas flow rates, and other processing parameters. The transition may be abrupt and can be achieved, for example, by extinguishing the plasma followed by the deposition of the dielectric layers and the various SiC layers while the substrate remains in the chamber. Gradual transitions can also be achieved, for example, by altering the flow rates of the process gases. In a process which deposits a FSG dielectric layer, the flow rate of silicon tetrafluoride, commonly used for a FSG deposition, may be reduced while increasing the helium or argon flow to create a smooth transition from the dielectric layer to the SiC layer. The flexibility in the transition is made possible by the ability to deposit multiple layers *in situ*. The above discussion refers to an exemplary sequence and is not to be construed as limited to such sequence, as such *in situ* processing could be applied to a variety of sequences. Also, these structures are exemplary for a dual damascene structure and are not intended to be limiting of the possible embodiments.

The embodiments shown and described are not intended to limit the invention except as provided by the appended claims. Furthermore, in the embodiments, the order of the layers may be modified and thus, the term "deposited on" and the like in the description and the claims includes a layer deposited above the prior layer but not necessarily immediately adjacent the prior layer and can be higher in the stack. For instance, without limitation, various liner layers could be deposited adjacent dielectric layers, barrier layers, etch stops, metal layers, and other layers.

While foregoing is directed to the preferred embodiment of the present invention, other and further embodiments of the invention may be devised without departing from the basic scope thereof, and the scope thereof is determined by the claims that follow.

4 Brief Description of Drawings

So that the manner in which the above recited features, advantages and objects of the present invention are attained and can be understood in detail, a more particular description of the invention, briefly summarized above, may be had by reference to the embodiments thereof which are illustrated in the appended drawings.

It is to be noted, however, that the appended drawings illustrate only typical embodiments of this invention and are therefore not to be considered limiting of its scope, for the invention may admit to other equally effective embodiments.

Figure 1 is a cross-sectional schematic of one commercially available CVD plasma process chamber in which the plasma process of the present invention may be performed.

Figure 2 is a Fourier Transform Infrared (FTIR) chart of the SiC of the present invention, indicating a particular bonding structure.

Figure 3 shows a preferred embodiment of a dual damascene structure, utilizing the present invention.

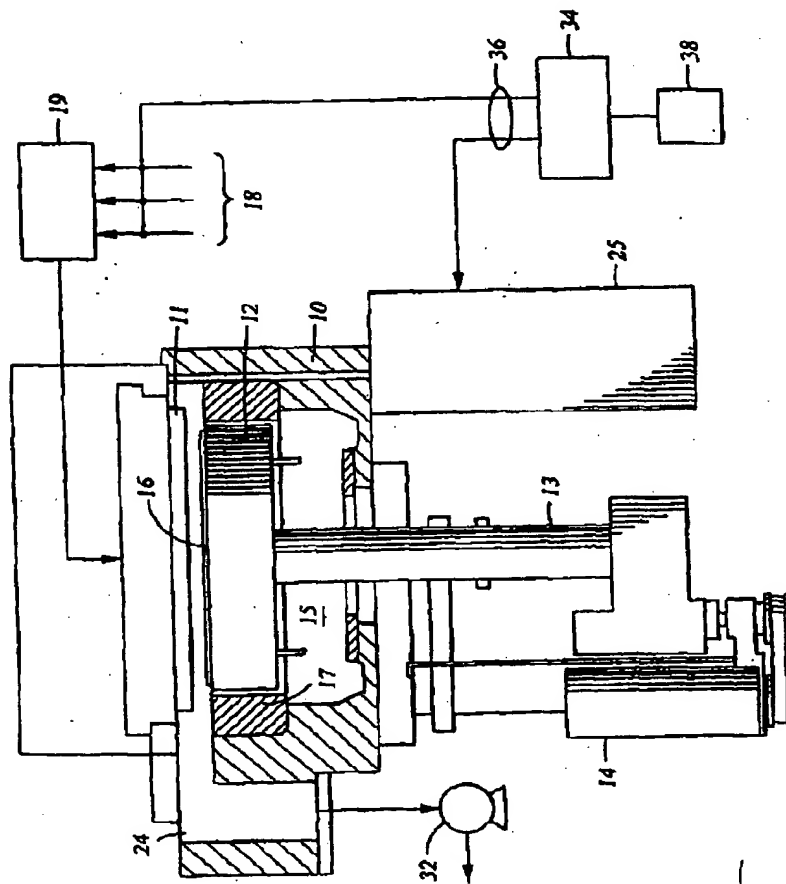
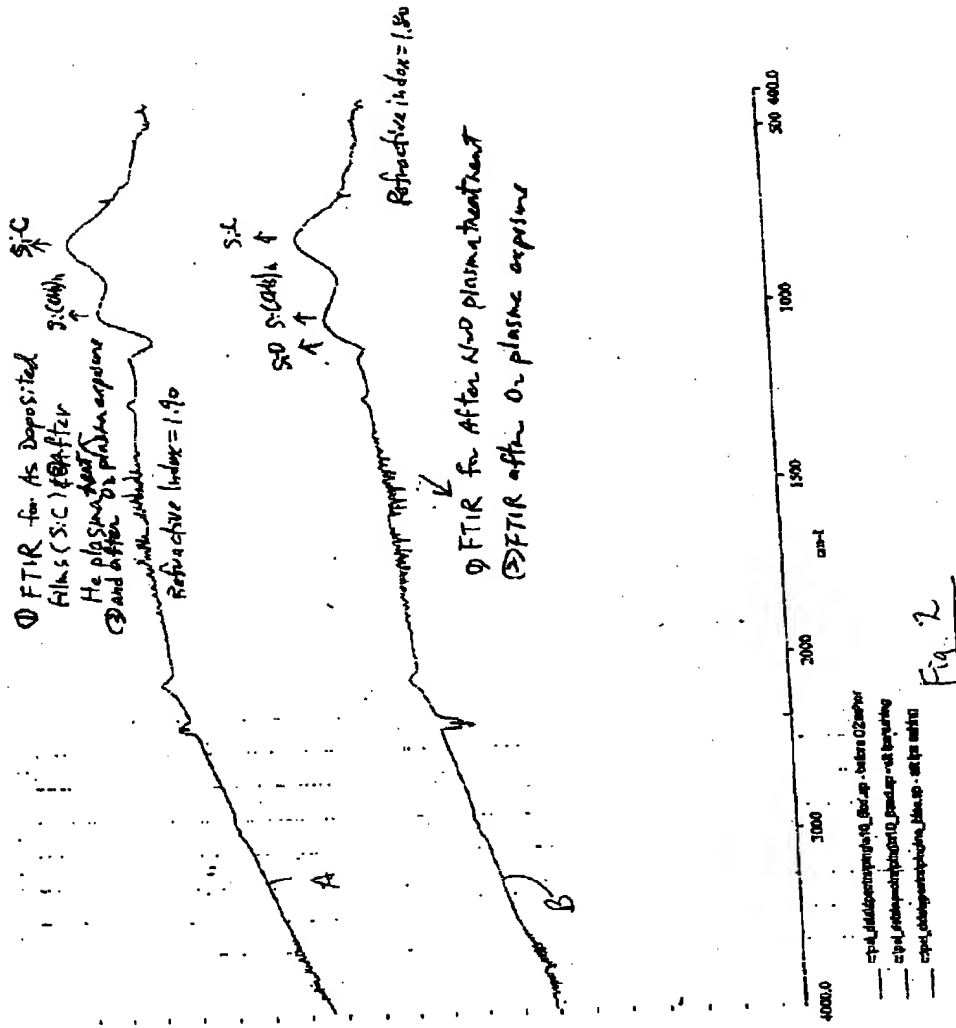


Fig. 1



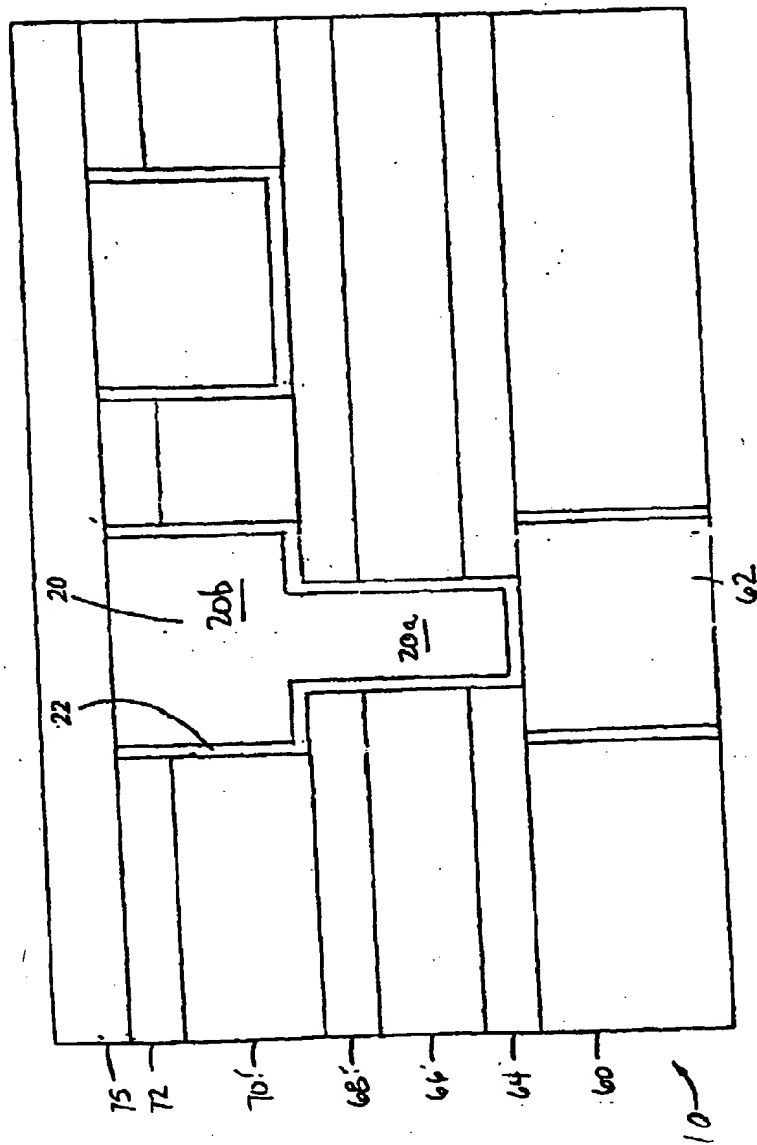


Fig. 3

The present invention generally provides improved adhesion and oxidation resistance of carbon-containing layers without the need for an additional deposited layer. In one aspect, the invention treats an exposed surface of carbon-containing material, such as silicon carbide, with an inert gas plasma, such as a helium (He), argon (Ar), or other inert gas plasma, or an oxygen-containing plasma such as a nitrous oxide (N_2O) plasma. Other carbon-containing materials can include organic polymeric materials, amorphous carbon, amorphous fluorocarbon, carbon containing oxides, and other carbon-containing materials. The plasma treatment is preferably performed *in situ* following the deposition of the layer to be treated. Preferably, the processing chamber in which *in situ* deposition and plasma treatment occurs is configured to deliver the same or similar precursors for the carbon-containing layer(s). However, the layer(s) can be deposited with different precursors. The invention also provides processing regimes that generate the treatment plasma and systems which use the treatment plasma. The carbon-containing material can be used in a variety of layers, such as barrier layers, etch stops, ARCs, passivation layers, and dielectric layers.

2 Representative Drawing Fig.1